

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日

Date of Application:

2000年 6月20日

出 願 番 号

Application Number:

特願2000-183871

[ST.10/C]:

[JP2000-183871]

出 願 人

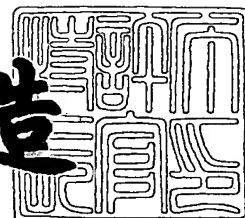
Applicant(s):

日本鋼管株式会社

2002年 1月25日

特 許 庁 長 官
Commissioner,
Japan Patent Office

及 川 耕 造



出証番号 出証特2002-3001603

【書類名】 特許願

【整理番号】 NKK000094

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/12
C21D 8/00

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会
社内

【氏名】 中島 勝己

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会
社内

【氏名】 藤田 毅

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会
社内

【氏名】 占部 俊明

【特許出願人】

【識別番号】 000004123

【氏名又は名称】 日本鋼管株式会社

【代理人】

【識別番号】 100097272

【弁理士】

【氏名又は名称】 高野 茂

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 000642

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9700956

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 高強度薄鋼板および高強度亜鉛系めっき鋼板

【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学成分が、mass%で、C：0.0040～0.015%、Si：1.0%以下、Mn：0.7～3.0%、P：0.02～0.15%、S：≤0.02%、sol.Al：0.01～0.1%、N：≤0.004%、Nb：0.01～0.2%を含み、残部が実質的に鉄からなり、単軸引張り試験による10%以下の変形におけるn値およびフェライト平均粒径d [μm] が、次の式 (1) および (2) を満足することを特徴とする高強度薄鋼板。

$$n \text{ 値} \geq -0.00029 \times TS + 0.313 \quad (1)$$

$$YP \leq -60 \times d + 770 \quad (2)$$

但し、TS は引張強度 [MPa]、YPは降伏強度 [MPa] を表す。

【請求項2】 請求項1記載の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C：0.0040～0.015%、Si：1.0%以下、Mn：0.7～3.0%、P：0.02～0.15%、S：≤0.02%、sol.Al：0.01～0.1%、N：≤0.004%、Nb：0.01～0.2%、Ti：0.05%以下、および残部が実質的に鉄および不可避免的不純物からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板。

【請求項3】 請求項1記載の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C：0.0040～0.015%、Si：1.0%以下、Mn：0.7～3.0%、P：0.02～0.15%、S：≤0.02%、sol.Al：0.01～0.1%、N：≤0.004%、Nb：0.01～0.2%、B：0.002%以下を含み、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板。

【請求項4】 請求項1記載の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C：0.0040～0.015%、Si：1.0%以下、Mn：0.7～3.0%、P：0.02～0.15%、S：≤0.02%、sol.Al：0.01～0.1%、N：≤0.004%、Nb：0.01～0.2%、Ti：0.05%以下、B：0.002%以下を含み、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板。Bを0.002%以下含有していることを特徴とする張出し成形性と耐肌荒れ性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項5】 請求項1ないし請求項4記載の高強度薄鋼板において、記載された化学成分に加えて、さらにmass%で、Cr：1.0%以下、Mo：1.0%以下、Ni

: 1.0%以下、Cu: 1.0%以下のいずれか1種または2種以上を含有していることを特徴とする高強度薄鋼板。

【請求項6】 請求項1ないし請求項5記載の高強度薄鋼板の鋼板表面に亜鉛系めっき皮膜を付与したことを特徴とする高強度亜鉛系めっき鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、張出し主体の成形が行われるフード、フェンダー、サイドパネル等の主に自動車外板パネルに使用され、特に引張強さが390MPa以上の高強度薄鋼板であって、プレス成形後の耐肌荒れ性、表面性状、耐二次加工脆性に優れた高強度冷延鋼板もしくは高強度亜鉛系めっき鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】

近年、自動車業界では、安全性向上を目的とした鋼板の高強度化、部品の一体化による部品点数削減、およびプレス工程の省略などが積極的に推進されており、自動車ボディ用鋼板に対しては、極めて高いプレス成形性を有する高強度鋼板が求められている。

【0003】

従来より、冷延鋼板のプレス成形性に関しては、主として深絞り性と張出し性の観点から検討されている。深絞り性に関しては、 r 値を高めることに主眼が置かれ、例えば、特開平5-78784号公報には、Ti添加極低炭素鋼板にMnとCrを積極的に添加するとともに、SiやP量を制御することにより、引張強さが343MPa～490MPaで良好な r 値と伸びが得られるという技術が提案されている。公報の記載によるとこの技術は、降伏応力の上昇は抑制しつつ強度を上昇でき、面形状性が良好で耐デント性に優れた高強度冷延鋼板が得られるというものである。

【0004】

特開平8-92656号公報では、極低炭素鋼を用いて、Ar3～500℃で熱間潤滑圧延された熱延鋼板に再結晶処理を行うことにより、冷間圧延、冷延板再結晶焼鈍を行うことにより、3.0以上の高い r 値を有する冷延鋼板が得られるという技術が提

案されている。この技術は、特に、C、S、Nを大幅に低減してNb、Bを添加し、冷間圧延後の再結晶焼鈍を700～950℃で行うことにより、深絞り性を上昇させるというものである。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

しかし、特開平5-78784号公報や特開平8-92656号公報記載の冷延鋼板を、張出し主体の成形が行われるサイドパネルなどに適用すると、平面ひずみ張出し成形が行われるパンチ肩部で、ひずみ伝播不足により破断が生じる場合がある。こうした張出し成形における破断に関しては、材料の高強度化に伴い、従来の軟質材と同様の全伸びやn値では評価できなくなっており、適切な対策がとれないのが実状である。

【0006】

また上記公報記載の鋼板には、Crが大量に添加されたり、熱延鋼板で焼鈍が行われたりするので、コスト的にも問題がある。さらに、特開平8-92656号公報に示される鋼板は、冷間圧延後、700～950℃で冷延板再結晶焼鈍を行うと記載されているが、実際の焼鈍温度は実施例で見ると880～910℃であり、再結晶焼鈍としては非常に高温の焼鈍である。そのため、この鋼板は、結晶粒径が大きく、プレス成形後の表面性状、特に肌荒れが懸念され、自動車外板等の表面厳格材には適さない。このように、プレス成形性とプレス後の良好な表面性状を両立させることは、従来技術では困難であった。

【0007】

さらに特開平8-92656号公報記載の技術では、Nが0.0020wt%以下と低く規定されており、実施例の鋼に至っては大半が3～5ppmである。このレベルまでNを低減させることは、鋼の工業的な製造方法としては実施困難である。その他、C、Sについても大半が5ppm以下となっており、これも通常の薄板用鋼の製造では困難であり、特別な溶銲処理や脱ガス処理を必要とする。この技術では、冷間圧延前にも焼鈍を行うことから、エネルギー消費が大きいばかりでなく、生産性も低くコスト面でも不利である。

【0008】

これらの従来技術のように、 r 値を高めることは、縮みフランジ変形を伴う深絞り性が要求される部位に対しては有効であるが、張出し主体の成形では、十分な成形性が得られない問題があった。張出し性に関しては、例えば「薄鋼板のプレス加工、（実教出版）、p.161」に記載されているように、全伸びと n 値を高めることが重要とされてきた。

【 0 0 0 9 】

しかし、材料の全伸びは、均一伸び（一様伸び）と局部伸びの和で表される。均一伸びは、塑性理論により加工硬化係数 n 値に等しいことが知られている。この n 値は均一伸びに近い高ひずみ域における2点法の n 値で評価されてきた。しかし、材料を高強度化するに伴い、軟質材と同等の全伸びや n 値を得ることは困難となる。

【 0 0 1 0 】

本発明の目的は、上記のような従来のプレス成形用冷延鋼板の問題を解決し、安価に製造が可能で、優れた張出成形性とプレス後の耐肌荒れ性を両立しつつ、さらに表面性状、耐二次加工脆性、溶接性にも優れた高強度薄鋼板、特に引張強さが390MPa以上である高強度薄鋼板を提供することを目的とする。

【 0 0 1 1 】

【課題を解決するための手段】

上記の課題は次の発明により解決される。

第1の発明は、化学成分が、mass%で、C：0.0040～0.015%、Si：1.0%以下、Mn：0.7～3.0%、P：0.02～0.15%、S：≤0.02%、sol.Al：0.01～0.1%、N：≤0.004%、Nb：0.01～0.2%を含み、残部が実質的に鉄からなり、単軸引張試験による10%以下の変形における n 値およびフェライト平均粒径 d [μm] が、次の式（1）および（2）を満足することを特徴とする高強度薄鋼板である。

$$n\text{値} \geq -0.00029 \times \text{TS} + 0.313 \quad (1)$$

$$\text{YP} \leq -60 \times d + 770 \quad (2)$$

但し、TS は引張強度 [MPa]、YPは降伏強度 [MPa] を表す。

【 0 0 1 2 】

本発明は、張出し主体の成形が行われるフロントフェンダーを例として、成形

性を支配する因子について詳細に検討を行う中でなされた。その過程で、これらの張出し成形主体の成形では、パンチ底接触部では発生ひずみ量が小さく、側壁部のパンチ肩やダイ肩近傍にひずみが集中していることが把握された。

【0013】

これより、パンチ底に接触する鋼板に発生するひずみ量を広範囲にわたって僅かでも増加させることで、側壁部のパンチ肩やダイ肩近傍へのひずみ集中を緩和できることになる。そこで、従来、張出し性の評価に用いられていた高ひずみ域の n 値ではなく、パンチ底接触部における発生ひずみ量に相当する低ひずみ域の n 値を向上することが有効であるという知見を得た。検討の結果、 n 値の下限をTSに応じて決める必要があることが分かり、上記式(1)を得た。なお、10%以下の変形における n 値としては、公称歪1%と10%の2点法の n 値を用いればよい。

【0014】

さらに、自動車外板等の表面厳格材においては、厳しいプレス成形後にも優れた表面性状を確保する必要がある。高い張出し成形性を確保し、かつ、プレス成形後の肌荒れ等を防止するには、結晶粒を微細化する必要があることを見出した。検討の結果、フェライト平均粒径 d をYPに応じて決める必要があることが分かり、上記式(2)を得た。

【0015】

次に、この発明の化学成分の限定理由について説明する。

C: 0.0040~0.015% (mass%, 以下同じ)

Cは、Nbと炭化物を形成し、素材強度およびパネル成形時の低ひずみ域での加工硬化に影響を及ぼし、強度上昇と成形性を向上させる。C量が、0.0040%未満では効果が得られず、0.015%を超えると強度および低ひずみ域での高い n 値は得られるが、延性低下を引き起こす。従って、C量を0.0040~0.015%の範囲に規定する。

【0016】

Si: $\leq 1.0\%$

Siは強度確保に有効な元素であるが、1.0%を超えて添加すると表面性状、めっき密着性を著しく劣化させる。従って、Si量を1.0%以下に規定する。

【 0 0 1 7 】

Mn : 0.7~3.0%

Mnは鋼中のSをMnSとして析出させ、スラブの熱間割れを防止したり、めっき密着性を劣化させることなく鋼を強化する上で有効な元素である。SをMnSとして析出させ、強度を確保するためには0.7%以上必要である。Mnを3.0%を超えて添加すると、成形性の劣化を招く。したがって、Mn量を0.7~3.0%の範囲に規定する。

【 0 0 1 8 】

P : 0.02~0.15%

Pは鋼の強化に有効な元素であり、この効果は0.02%以上の添加で現れる。しかしPを 0.15%を超えて添加すると、亜鉛めっきの合金化処理性の劣化を引き起こす。従って、P量を0.02~0.15%の範囲に規定する。

【 0 0 1 9 】

S : $\leq 0.02\%$

SはMnSとして鋼中に存在し、0.02%を超えて過剰に含まれると延性の劣化を招く。従って、S量を0.02%以下に規定する。

【 0 0 2 0 】

sol.Al : 0.01~0.1%

Alは鋼中NをAlNとして析出させ、固溶Nを残さないようにするため、0.01%以上必要である。sol.Alを0.1%を超えて添加した場合、固溶Alにより延性低下を招く。従って、sol.Al量を0.01~0.1%の範囲に規制する。

【 0 0 2 1 】

N : $\leq 0.004\%$

NはAlNとして析出し無害化されるが、上記sol.Alが下限値の場合でも全てのNをAlNとして析出させるには、0.004%以下にする必要がある。従って、N量を0.004%以下に規定する。

【 0 0 2 2 】

Nb : 0.01~0.2%

Nbは、本発明の重要な元素であり、NbCの形成による固溶Cの低減、および適正

量の固溶Nbにより低ひずみ域でのn値を向上させ、前述の式(1)が確実に満足されるようになる。しかし、Nb量が0.01%未満では効果がなく、0.2%を超えると降伏強度が上昇し低ひずみ域でのn値の低下や延性低下を招く。従って、Nb量を0.01~0.2%の範囲に規定する。

【0023】

第2の発明は、第1の発明の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C:0.0040~0.015%、Si:1.0%以下、Mn:0.7~3.0%、P:0.02~0.15%、S: \leq 0.02%、sol.Al:0.01~0.1%、N: \leq 0.004%、Nb:0.01~0.2%、Ti:0.05%以下を含み、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板である。

【0024】

この発明は、第1の発明の化学成分に、さらにTiを添加して、熱延板の組織を微細化する。Tiは炭窒化物を形成し、熱延板の組織を微細化することにより、成形性を改善する。しかしながら、Tiを0.05wt%を超えて添加した場合、析出物が粗大化し、十分な効果が得られない。従って、Ti量を0.05%以下に規定する。

【0025】

第3の発明は、第1の発明の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C:0.0040~0.015%、Si:1.0%以下、Mn:0.7~3.0%、P:0.02~0.15%、S: \leq 0.02%、sol.Al:0.01~0.1%、N: \leq 0.004%、Nb:0.01~0.2%、B:0.002%以下を含み、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板である。

【0026】

この発明は、前述の発明の化学成分に、さらにBを添加して耐二次加工脆性を改善する。このようにBは、結晶粒界を強化するが、0.002wt%を超えて添加した場合、成形性を著しく損なう。従って、B量の上限を0.002%に規定する。

【0027】

第4の発明は、第1の発明の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C:0.0040~0.015%、Si:1.0%以下、Mn:0.7~3.0%、P:0.02~0.15%、S: \leq 0.02%、sol.Al:0.01~0.1%、N: \leq 0.004%、Nb:0.01~0.

2%、Ti : 0.05%以下、B : 0.002%以下を含み、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板である。

【 0 0 2 8 】

本発明は、第1の発明にさらに、成形性および耐二次加工脆性の向上のために、TiとBを複合添加する。その結果、Tiは炭窒化物を形成し、熱延板の組織を微細化することにより成形性を改善し、Bは結晶粒界を強化し、耐二次加工脆性を改善する。しかしながら、Tiを0.05%を超えて添加した場合、析出物が粗大化し、Bを0.002%を超えて添加した場合、成形性が大幅に低下するので、Tiの上限を0.05%、Bの上限を0.002%とする。

【 0 0 2 9 】

第5の発明は、第1ないし第4の発明の高強度薄鋼板において、それらの化学成分に加えて、さらにmass%で、Cr : 1.0%以下、Mo : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、Cu : 1.0%以下のいずれか1種または2種以上を含有していることを特徴とする高強度薄鋼板である。

【 0 0 3 0 】

この発明は、前述の発明の化学成分に、さらにCr, Mo, Ni, Cuの1種以上を添加して鋼板をより高強度とする。以下、各元素の限定理由を説明する。

【 0 0 3 1 】

Cr : 1.0%以下

Crは強度を高めるために添加するが、1.0%を超えて添加すると、成形性を低下させる。従って、Cr量の上限を1.0%と規定する。

【 0 0 3 2 】

Mo : 1.0%以下

Moは、強度確保に有効な元素であるが、1.0%を超えて添加すると、熱間圧延時に γ 域（オーステナイト域）での再結晶を遅延させ、圧延負荷を増加させる。従って、Mo量の上限を1.0%と規定する。

【 0 0 3 3 】

Ni : 1.0%以下

Niは固溶強化元素として添加するが、1.0%を超えて添加すると、変態点が大

きく低下し、熱間圧延時に低温変態相が現れやすくなる。従って、Ni量の上限を1.0%と規定する。

【 0 0 3 4 】

Cu : 1.0%以下

Cu は固溶強化元素として有効であるが、1.0%を超えて添加すると、熱間圧延時に低融点相を形成して表面欠陥を生じやすくなる。従って、Cu量を1.0%以下に規定する。なお、Cu はNiとともに添加することが望ましい。

【 0 0 3 5 】

第6の発明は、第1ないし第5の発明の鋼板表面に亜鉛系めっき皮膜を付与したことを特徴とする高強度亜鉛系めっき鋼板である。

【 0 0 3 6 】

この発明は、前述の発明の鋼板表面に、さらに亜鉛系めっき皮膜を施すことにより、鋼板に耐食性を付与している。ここで、めっきの方法は特に限定されず、溶融亜鉛めっき、電気めっき、その他種々のめっき方法を用いることができる。

【 0 0 3 7 】

なお、これらの手段において「残部が実質的に鉄である」とは、本発明の作用・効果無くさない限り、不可避的不純物をはじめ、他の微量元素を含有するものが本発明の範囲に含まれることを意味する。

【 0 0 3 8 】

【発明の実施の形態】

発明の実施に当たっては、前述のように化学成分を調整すればよいが、一部の化学成分については、さらに次のようにすることにより、それぞれの特性を向上させることができる。

【 0 0 3 9 】

Cについては、析出物の形態および分散状態を適正に制御し、より優れた成形性およびより好ましい総合性能を引き出すには、C添加量を0.0050～0.0080%、さらに望ましくは0.0050～0.0074%の範囲に規制することが好ましい。

【 0 0 4 0 】

Siについては、表面性状、めっき密着性を向上させるには、0.7%以下に規制

することが望ましい。

【 0 0 4 1 】

Nbについては、低ひずみ域におけるn値をより向上するには、Nb添加量を $Nb > 0.035\%$ とすることが望ましく、さらに成形性および総合性能を改善するには、 $Nb \geq 0.08\%$ とすることが望ましい。但し、コスト等を考慮した場合、上限を $Nb \leq 0.14\%$ とするのが好ましい。

【 0 0 4 2 】

Nbにより低ひずみ域でn値が向上する理由は、必ずしも明確でないが、電子顕微鏡を用いて詳細に組織観察したところ、以下の知見を得た。Nb、C量が適切に制御された場合、結晶粒内に多量のNbCが析出し、粒界近傍に析出物の存在しない析出物枯渇帯（以下、PFZ）が形成されており、このPFZは析出物が枯渇しているため、粒内に比べ強度が低く、低い応力レベルで塑性変形させることが可能となり、低歪域で高いn値が得られると推察される。これには、NbとCの原子当量比を適正な値に管理することが効果的であり、鋭意検討を進めた結果、本発明においてこのような望ましい析出形態を得るには、Nb/C（原子等量比）を1.3～2.5の範囲に規制することが、n値の向上により好ましいことを見出した。

【 0 0 4 3 】

このように、本発明の高強度冷延鋼板は、Crなどの特殊元素が多量には添加されておらず、後述のように通常のプロセスで製造できるので安価である。また、本発明鋼は、NbC析出により結晶粒が微細化されるので、溶接性や耐二次加工脆性に基づき優れている。

【 0 0 4 4 】

Tiを添加する場合は、溶融亜鉛めっきの表面性状の観点からは0.02%未満とし、必要な細粒化効果を得るためには0.005%以上とするのが好ましい。

【 0 0 4 5 】

Bについては、前述のように本発明鋼はB無添加でも優れた耐二次加工脆性を示すので、Bを添加する場合は、成形性の低下を極力抑えるため望ましくはB添加量を0.0001～0.001%の範囲に規制するのが好ましい。

【 0 0 4 6 】

製造方法としては、前述のようにして成分調整された鋼を溶製後、連続鑄造によりスラブとなし、このスラブを再加熱後あるいは直接熱間圧延して熱延鋼板を製造する。この熱延鋼板を酸洗後、冷間圧延して焼鈍する通常の冷延鋼板の製造プロセスを適用できる。

【0047】

さらに、必要に応じて表面に、電気亜鉛めっきや溶融亜鉛めっきなどの亜鉛系めっきを施してもよく、プレス成形性については冷延鋼板の場合と同様の効果を得ることができる。亜鉛系めっきとしては、純亜鉛めっき、合金化亜鉛めっき、亜鉛-Ni合金めっき等を挙げることができ、めっき後にさらに有機被膜処理を施してもよい。

鋼板とすることができる。

【0048】

なお、製造方法については、以下述べるようにすることもできる。例えば、熱間圧延条件としては、表面品質や材質の均一性の観点から、 A_{r3} 変態点以上960℃以下の温度範囲で仕上圧延を行う。また、熱延鋼板は酸洗による脱スケール性と材質の安定性の観点から680℃以下で巻取ることが好ましい。また、熱延後の巻取温度は、冷間圧延後に連続焼鈍（CALやCGL）を行う場合は600℃以上、箱焼鈍（BAF）を行う場合は540℃以上とすることが好ましい。なお、薄物製造時の熱延仕上温度を確保するために、熱間圧延中に粗バーをバーヒータにより加熱することもできる。

【0049】

熱延鋼板表面の脱スケールにおいては、優れた外板適性を付与するためには、一次スケールのみならず、熱間圧延時に生成する二次スケールについても十分除去するのが好ましい。熱延鋼板を脱スケール後、冷間圧延するにあたり、外板として必要な深絞り性を付与するためには、冷間圧延率を50%以上とすることが好ましい。

【0050】

また、焼鈍温度については、冷延鋼板の焼鈍を連続焼鈍で実施する場合には780～880℃、箱焼鈍で実施する場合は680℃～750℃の温度域とするのが好ましい。

【 0 0 5 1 】

ここで、本発明鋼板で規定する引張特性、成分組成について詳細に説明する。図1は、実部品スケールのフロントフェンダモデル成形品について、破断危険部位近傍の相当ひずみ分布の一例を示す図である。この成形品の概要を図2に示す。図1より、側壁部のパンチ肩やダイ肩近傍の発生ひずみ量が大きく0.3前後まで上昇しているが、パンチ底部の発生ひずみは0.1以下で小さいことがわかる。

【 0 0 5 2 】

これより、パンチ底に接する鋼板に発生するひずみ量を、広範囲にわたってわずかでも増加してやれば、側壁部のパンチ肩やダイ肩近傍へのひずみ集中を緩和でき、この部分における破断を防止できることになる。そのためには、10%以下の低ひずみ域での n 値をTS [MPa] に対して、上記の式(1)を満足するように組織制御すればよいことを初めて見出した。なお、ここでは n 値として、単軸引張の公称ひずみ1%と10%の2点法により計算される n 値を用いている。

【 0 0 5 3 】

プレス後の肌荒れ防止については、本発明においてさらに優れた表面性状を得るためには、降伏強度 Y_P [MPa] およびフェライト平均粒径 d [μm] についての条件の式(2)を、次の式(2')とすることがより望ましい。

$$Y_P \leq -120 \times d + 1240 \quad (2')$$

【 0 0 5 4 】

【実施例】

(実施例1)

表1に示す化学成分の鋼を用いて、以下の試験を行った。鋼番No.1~13の鋼を溶製後、連続鋳造によりスラブを製造した。このスラブを1200℃に加熱後、仕上温度880~940℃、巻取り温度540~560℃(箱焼鈍向け)、600~660℃(連続焼鈍、連続焼鈍+溶融亜鉛めっき向け)で熱間圧延を行って熱延鋼板とし、酸洗後50~85%の冷間圧延を施した。

【 0 0 5 5 】

【表1】

鋼番	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	Ti	B	その他	備考
1	0.0055	0.01	1.05	0.052	0.006	0.042	0.0024	0.069	—	—	—	本発明例
2	0.0069	0.25	1.95	0.045	0.007	0.040	0.0018	0.099	—	—	—	本発明例
3	0.0065	0.02	1.98	0.076	0.008	0.045	0.0025	0.088	—	—	Cr:0.35	本発明例
4	0.0093	0.13	2.01	0.050	0.011	0.038	0.0019	0.139	0.011	0.0004	—	本発明例
5	0.0065	0.26	2.33	0.077	0.009	0.041	0.0029	0.128	0.015	—	Cu:0.40, Ni:0.30	本発明例
6	0.0128	0.31	2.31	0.071	0.010	0.042	0.0025	0.143	—	0.0009	Mo:0.25	本発明例
7	0.0024*	0.02	1.39	0.081	0.006	0.041	0.0021	—*	0.041	0.0011	—	比較例
8	0.0021*	0.74*	1.63	0.045	0.007	0.046	0.0025	—*	0.105*	—	—	比較例
9	0.0099	0.51	2.31	0.075	0.010	0.054	0.0018	0.018	0.062*	—	—	比較例
10	0.0181*	0.23	2.29	0.078	0.009	0.048	0.0021	0.150	—	—	—	比較例
11	0.0083	0.10	0.35*	0.071	0.007	0.033	0.0020	0.019	0.080*	0.0005	—	比較例
12	0.0052	0.08	1.20	0.080	0.018	0.034	0.0032	—	0.192*	0.0010	—	比較例
13	0.0089	1.20*	1.60	0.085	0.009	0.035	0.0028	—	0.185*	0.0018	—	比較例

*印は、本発明範囲外であることを示す。

【0056】

その後、連続焼鈍（焼鈍温度800～840℃）、箱焼鈍（焼鈍温度680℃～750℃）また、連続焼鈍＋溶融亜鉛めっき（焼鈍温度800～840℃）のいずれかを実施した。連続焼鈍＋溶融亜鉛めっきでは、焼鈍後460℃で溶融亜鉛めっき処理を行い、直ちにインライン合金化処理炉で500℃でめっき層の合金化処理を行った。また、焼鈍または焼鈍＋溶融亜鉛めっき後の鋼板には圧下率0.7%の調質圧延を行った。

【0057】

これらの鋼板の機械特性、結晶粒径を調査した。また、上記の鋼板でフロントフェンダのプレス成形を行い、破断限界クッション力を調査した。また、プレス成形後の肌荒れ発生の有無を評価した。

【0058】

さらに、二次加工脆性遷移温度の測定を行った。ここでは、鋼板から直径100mmのブランクを打抜き、一次加工としてカップ状に深絞り成形し（絞り比2.0）、カップ高さ30mmとなるよう耳切り加工を施した。次いで、得られたカップサンプルを、種々の冷媒（エチルアルコール等）の中で温度を一定とした後に、二次加工として円錐ポンチでカップ端部を拡げる加工を加え、破壊形態が延性から脆性へ移行する温度を測定して二次加工脆化遷移温度とした。以上の試験結果を表2に示す。

【0059】

【表2】

No.	鋼番	焼鈍条件	鋼板の特性					成形性		縦割れ遷移温度 (°C)	耐肌荒れ性	備考
			YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	n値*	r値	粒径 (μm)	破壊限界クワソノ力 (TON)			
1	1	CGL	241	405	37.8	0.216	1.85	7.6	75	-80°C	○	本発明例
2	2	CAL	262	442	36.1	0.202	1.79	6.9	70	-70°C	○	本発明例
3	2	CGL	263	445	36.3	0.199	1.77	6.8	70	-60°C	○	本発明例
4	2	BAF	267	440	37.3	0.203	1.82	7.3	75	-65°C	○	本発明例
5	3	CAL	271	448	36.7	0.194	1.82	7.2	65	-70°C	○	本発明例
6	4	CGL	267	444	37.1	0.196	1.80	6.7	65	-70°C	○	本発明例
7	5	CAL	285	472	35.9	0.191	1.82	6.8	75	-65°C	○	本発明例
8	6	CAL	299	495	34.1	0.186	1.81	6.6	70	-65°C	○	本発明例
9	7	CGL	245	401	35.1	0.178	1.62	10.2	40	-15°C	×	比較例
10	8	CGL	273	445	35.9	0.175	1.61	10.9	45	0°C	×	比較例
11	9	BAF	289	476	34.2	0.162	1.55	9.6	40	-5°C	×	比較例
12	10	CAL	305	493	33.0	0.158	1.51	9.2	45	-5°C	×	比較例
13	11	CGL	243	399	35.1	0.174	1.56	10.2	40	-20°C	×	比較例
14	12	CGL	289	475	32.2	0.163	1.62	9.6	35	-15°C	×	比較例
15	13	CAL	361	593	25.9	0.149	1.59	9.4	40	-10°C	×	比較例

*n値: 1%-10%歪

焼鈍条件: CAL=連続焼鈍、BAF=箱焼鈍、CGL=連続焼鈍・溶融亜鉛めっき

【 0 0 6 0 】

本発明の鋼板No.1～6は、破断限界クッションカが65ton以上と高く、優れた張出し性を示した。一方、比較材No.9,10は、従来の10～20%歪域でのn値は0.23以上の高い値を示したが、1～10%歪域でのn値は0.18にも満たず小さいため、50ton以下の低いクッションカで破断が発生した。また、比較材No.10,11,13～15（鋼番8,9,11～13）は、Ti量が（鋼番8ではSi量も）多すぎるため表面性状が著しく劣る。

【 0 0 6 1 】

本発明鋼は、いずれの水準においても、縦割れ遷移温度が-65℃以下となっており、非常に良好な耐二次加工脆性を示している。また、本発明鋼は結晶粒が微細化しているため、プレス成形後に肌荒れは発生しなかった。さらに、本発明鋼は、溶融めっき後の表面品質や溶接部の加工性および疲労特性にも優れていることが確認された。

【 0 0 6 2 】

前述の表2に示す鋼番No.3材（本発明例）とNo.10材（比較例）について、モデル成形試験を行った。試験では、クッションカ40tonの条件で、図2のフロントフェンダモデルに成形した場合の破断危険部近傍のひずみ分布を測定した。試験結果を図3に示す。

【 0 0 6 3 】

本発明例（No.3材、図中●印）では、比較例（No.10材、図中○印）に比べて、パンチ底部での発生ひずみ量が大きく、側壁部のひずみ発生が抑制されている。これより、本発明例の鋼板は、破断に対し有利となっていることが明らかである。

【 0 0 6 4 】

【発明の効果】

本発明は、所定量のCとNbを添加したNb-IF鋼を用いて鋼板のミクロ組織と析出物の形態を制御することにより、低歪域でのn値を著しく向上させ、しかも結晶粒を微細化させることができる。その結果、本発明の鋼板は、自動車のフェンダー、サイドパネル等の張出し主体の成形において優れた成形性を有するとともに

、プレス成形後の耐肌荒れ性や、さらには耐二次加工脆性、表面性状、および溶接性にも優れ、大変良好な総合特性を有する。

【図面の簡単な説明】

【図1】

実部品スケールのフロントフェンダーモデル成形品における破断危険部近傍の相当ひずみ分布の一例を示す図。

【図2】

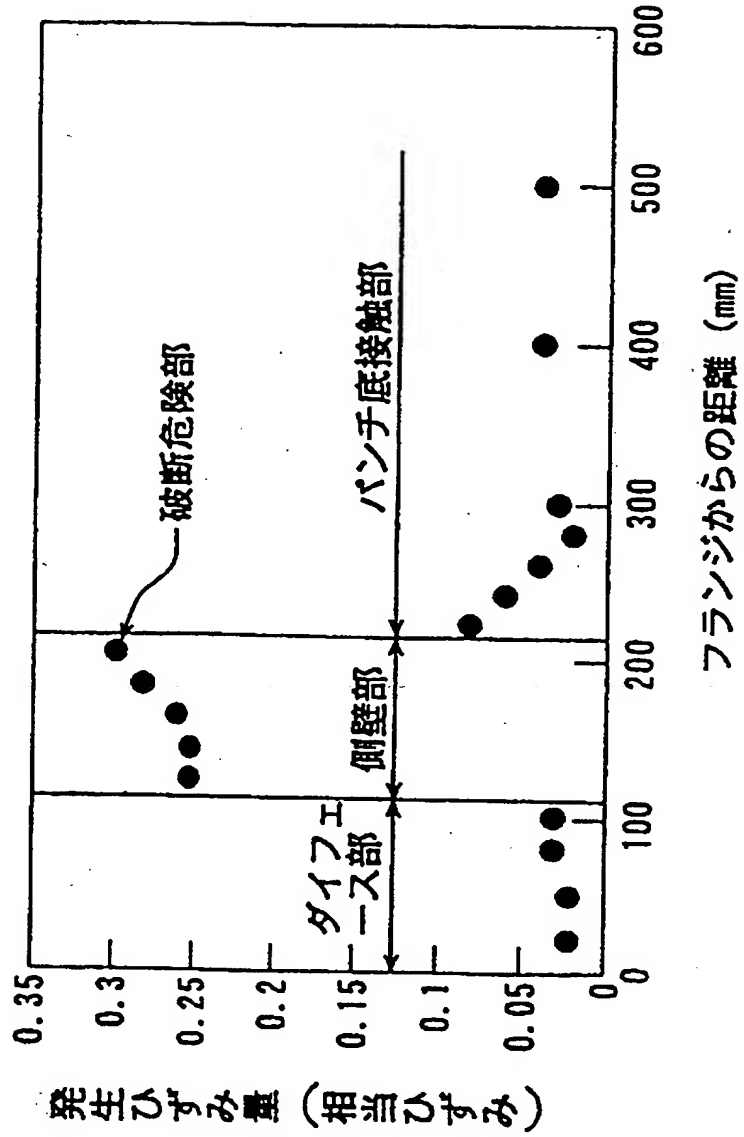
実部品スケールのフロントフェンダーモデル成形品の概要を示す図。

【図3】

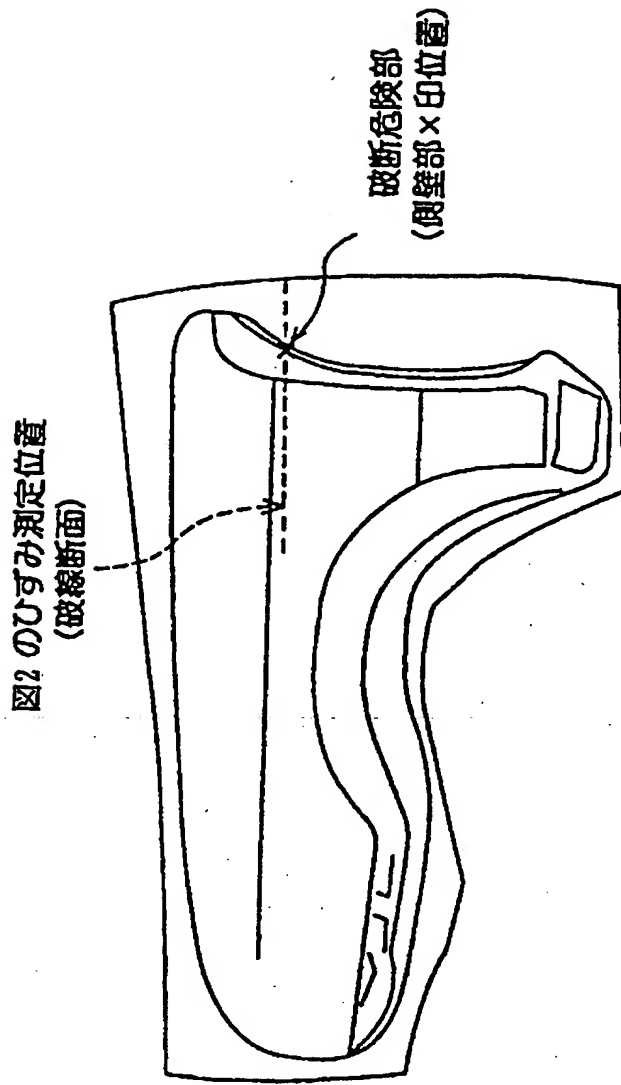
フロントフェンダモデルに成形した場合の破断危険部近傍のひずみ分布を示す図。

【書類名】 図面

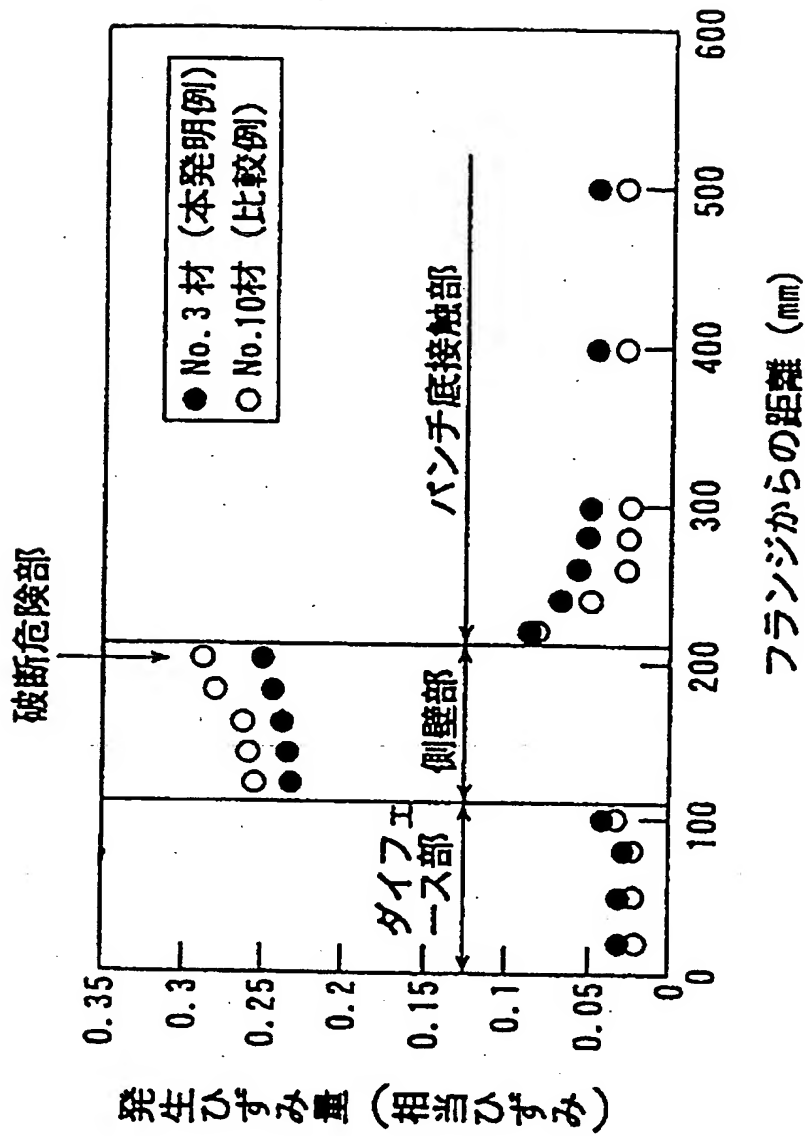
【図 1】



【図2】



【図3】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 安価に製造が可能で、優れた張出成形性とプレス後の耐肌荒れ性を両立しつつ、さらに表面性状、耐二次加工脆性、溶接性にも優れた高強度薄鋼板を提供する。

【解決手段】 化学成分が、mass%で、C：0.0040～0.015%、Si：1.0%以下、Mn：0.7～3.0%、P：0.02～0.15%、S：≤0.02%、sol.Al：0.01～0.1%、N：≤0.004%、Nb：0.01～0.2%、および残部が実質的に鉄および不可避的不純物からなり、単軸引張試験による10%以下の変形におけるn値およびフェライト平均粒径 d [μm] が、次の式 (1) および (2) を満足する高強度薄鋼板。

$$n \text{ 値} \geq -0.00029 \times \text{TS} + 0.313 \quad (1)$$

$$\text{YP} \leq -60 \times d + 770 \quad (2)$$

但し、TS は引張強度 [MPa]、YPは降伏強度 [MPa] を表す。

【選択図】 図3

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2000-183871
受付番号	50000764160
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成12年 6月21日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成12年 6月20日
-------	-------------

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000004123]

1. 変更年月日 1990年 8月10日

[変更理由] 新規登録

住 所 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

氏 名 日本鋼管株式会社